

文章编号:1000-6893(2010)03-0643-07

一种航空发动机密封用镍基合金组织稳定性的实验研究及理论计算

毕中南¹, 董建新¹, 张麦仓¹, 郑磊¹, 章清泉²

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(2. 北京北冶功能材料有限公司, 北京 100192)

Experimental Study and Theoretical Calculation on Structure Stability of a Nickel-based Superalloy for Seals in Aero-engine

Bi Zhongnan¹, Dong Jianxin¹, Zhang Maicang¹, Zheng Lei¹, Zhang Qingquan²

(1. School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Science and Technology, Beijing 100083, China)

(2. Beijing Beiyue Functional Materials Corporation, Beijing 100192, China)

摘要: 采用显微组织观察和图像分析等方法,结合动力学理论计算,研究了一种航空发动机密封用 16Cr-4.5Al 镍基高温合金在 700 °C、750 °C 下长期时效的组织演化规律。结果表明,试验温度下合金的晶界碳化物具有较好的稳定性,利用 DICTRA 扩散动力学软件可以较准确地模拟计算出碳化物在不同温度长期时效中的尺寸变化规律。计算结果发现合金晶粒尺寸越大,碳含量越高,晶界碳化物长大越快。合金基体中弥散分布的 γ' 相在长期时效过程中按 Ostwald 熟化理论长大速度发生粗化,并会造成硬度明显下降。

关键词: 高温合金; 密封材料; 微观组织; 相稳定性; 动力学; 粗化

中图分类号: V257; TG132.3⁺2 **文献标识码:** A

Abstract: Microstructure evolution behavior for 16Cr-4.5Al, a nickel based alloy used for seals, is studied by scanning electron microscope (SEM) observation and image analysis after exposure at 700 °C for 24 h, 96 h, 312 h, 960 h, 1 512 h, 2 904 h and at 750 °C for 16 h, 96 h, 196 h, 288 h, 528 h respectively. In addition, the size growth of carbide and γ' phase is also calculated based on the diffusion dynamics theory. Experimental and computational results both show that, the size stability of $M_{23}C_6$ carbide at grain boundary is generally accepted for the investigated alloy at the tested temperatures. Using diffusion modeling software DICTRA and its mobility database, the size changes of $M_{23}C_6$ carbide at different temperatures could be calculated, which have a good approximation with experimental results. The calculated results also show that carbide grows faster with larger grain size or higher C content of alloy. However, the coarsening of γ' phase is significant, which conforms to the Ostwald ripe formula, and the macro hardness decrease is obvious during its long term exposure at 700 °C.

Key words: superalloys; sealing materials; microstructure; phase stability; dynamics; coarsening

提高发动机内流系统的密封技术是当前改善发动机性能的主要途径之一。新型的蜂窝和刷丝密封等技术作为篦齿密封潜在的替代品被广泛地研究开发,目前已分别在许多先进的航空发动机及地面燃气轮机组得到了应用^[1-6]。作为新型密封用材料,将使用在高温高压差的工况下,同时还必须具备抵抗高腐蚀性气体的冲刷能力。因此,普通的钢材和不锈钢材料都不能满足其需要,只能使用镍基高温合金。目前,Ni-Cr-Al 系合金是一种被业内普遍接受和采用的一种新型密封技术

用材。无论是蜂窝密封还是刷密封技术,该类合金都是最为主要的选材之一^[2,7]。其主要特点是具有非常强的抗高温氧化,硫化和热腐蚀能力,甚至可以抵抗短时间 1 200 °C 的高温,这主要来源于合金表面一层致密 Al 的氧化膜保护。而在 900 °C 以下的常规使用温度下,该合金也具备比较稳定的性能。

针对先进的新型密封技术用材,目前鲜有报道和研究。作为一种易损和更换部件,该合金在使用温度下的组织行为和长期稳定性将直接影响其力学性能和使用寿命。因此,本文利用高温长期时效实验观察并分析了一种航空发动机密封用镍基高温合金的组织行为特征和长时组织稳定性。在有

限试验结果的基础上,分别针对晶界碳化物和晶内 γ' 相强化相这两种主要析出相,利用动力学计算,对其不同温度长时间时效时的尺寸变化进行了衍生和预测。本文的目的是更好地认识该类合金组织演化特点,并为开发新型密封材料打下基础。

1 研究方法

本试验采用的试样为经真空+电渣冶炼后轧至 $\varnothing 10$ mm 的合金棒材,化学成分(质量百分数)为:Cr16, Al4.5, Fe3, C0.05, Zr0.1, B0.01, Y0.01, Ni 余量。时效前经 1 050 °C/8 h 固溶得到均匀的奥氏体组织。本试验分别选用 700 °C/24 h, 96 h, 312 h, 960 h, 1 512 h, 2 904 h; 750 °C/16 h, 96 h, 196 h, 288 h, 528 h AC 的时效制度。试样由 4:1 体积配比的硫酸和甲醇溶液电解浸蚀(20 V),组织分别由扫描电镜和场发射高分辨电镜(针对 γ' 相)进行观察,并对析出相的尺寸进行统计分析。在对晶界碳化物的尺寸统计时,在 10 $\mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$ 的视场中取 10 个分散点,分别测量垂直于晶界方向的尺寸,再根据多组扫描电镜照片中 10 个视场里的测量结果取平均值得到碳化物的测量平均尺寸;对 γ' 相尺寸统计时,选取 10 个不同位置 1 $\mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$ 的视场,每个视场内选择 20 个颗粒进行测量并求平均值。整个测量过程通过 Photoshop 软件辅助完成。

在进行热力学与针对碳化物的动力学计算时分别使用了瑞典皇家工学院开发的 Thermo-Calc 及 DICTRA 软件和相应的 Ni 基数据库。DICTRA 是建立在 Thermo-Calc 热力学数据库基础上的一个模拟多元系统中扩散控制转变的软件包,该程序基于材料不同区域内多元扩散方程的数值解,求得不同温度、时间、压力下的相界面移动、元素浓度分布及流量变化等。

2 结果与讨论

2.1 合金组织特征

如图 1(a)所示,合金铸态组织包括晶内 γ' 相和沿晶界析出的碳化物,并没有观察到有其他 TCP 相在晶内析出。合金经过轧制后完成再结晶,晶界只有少量碳化物(图 1(b)),再经过 1 050 °C/8 h 的固溶处理后,晶界碳化物和晶内 γ' 相全部回溶,得到均匀的奥氏体组织,晶粒平均尺寸在 10 μm 左右(图 1(c))。

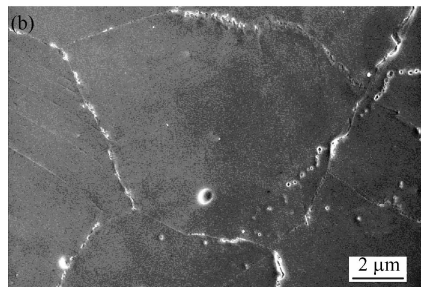
为了更准确地判断碳化物的种类并预测长期

使用时潜在的析出相,使用热力学软件 TC 和 Ni 基数据库针对合金名义成分进行平衡相图计算,如图 2 所示。

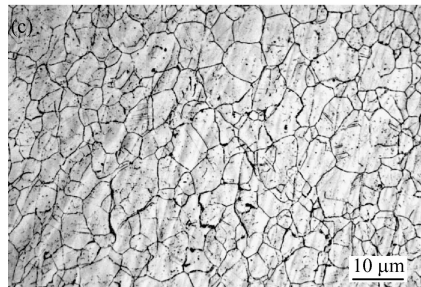
结果发现,该合金的初熔点为 1 360 °C,终熔点为 1 402 °C, γ' 相的平衡含量比较大,其开始析



(a) 铸态, SEM



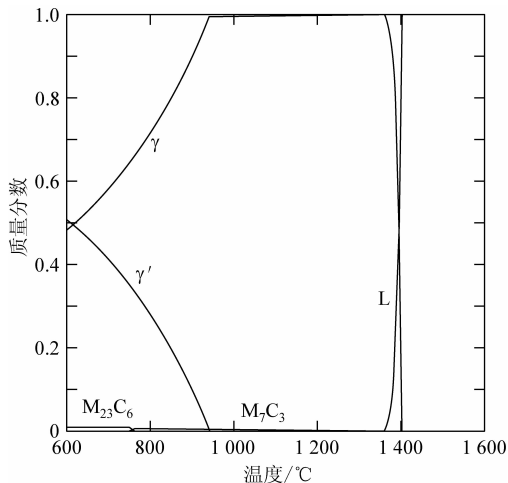
(b) 轧态, SEM



(c) 轧态+1 050 °C/8 h, OM

图 1 试验合金的原始组织

Fig. 1 Original microstructure of investigated alloy



(a) 平衡相图

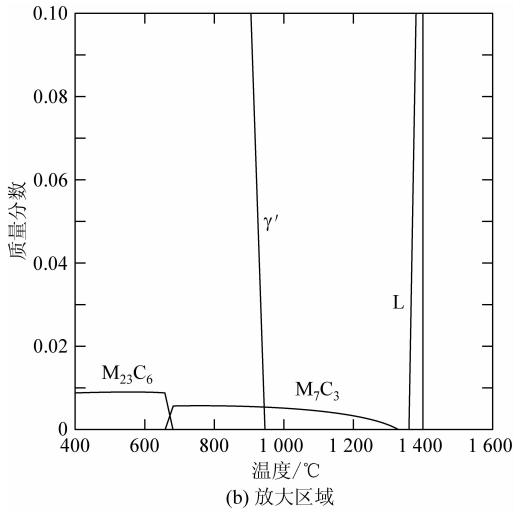


图 2 试验合金的平衡相图及放大区域

Fig. 2 Calculated results of equilibrium phases vs temperature and its partial higher magnification

出温度为 941 °C。而晶界碳化物的特点是在不同温度区间主要分为两类,在 765 °C 以下析出的为 $M_{23}C_6$,而 752~1 350 °C 析出的为 M_7C_3 。两种碳化物在 752~765 °C 的共存区说明如果是非等温时效,二者之间会存在着转化的关系。

而对于一定温度下长期使用过程中的组织演变,单靠平衡态热力学计算结果并不能反应真实的情况,必须通过长期时效试验观察和动力学计算才能对其组织稳定性进行表述。

2.2 长期时效中晶界碳化物的稳定性

根据热力学计算结果可以判断,在 700 °C、750 °C 长期时效时,试验合金中沿晶界的碳化物

类型为 $M_{23}C_6$ 。根据文献报道,在镍基变形高温合金的长期使用过程中,碳化物在晶界的加厚和成膜往往是造成材料失效的主要因素之一^[8-9]。随着使用时间的延长,一旦碳化物在晶界大量堆积,很容易造成材料沿晶断裂,因此评定合金的晶界碳化物稳定性是十分重要的。

而从图 3 可以看出,700 °C 下随着时间的延长,合金中晶界碳化物确实有长大增多的趋势,但是在试验进行的 3 000 h 范围内,总的析出量一直维持在很少的程度,整体上看不仅晶界宽化程度较小,碳化物也没有连成膜状,表现出较好的稳定性。为了进一步寻找其尺寸变化的规律,经过图像处理并统计得出了晶界碳化物沿垂直晶界方向的平均尺寸变化情况。可以看出,除了时效时间,提高时效温度也会加速晶界碳化物的尺寸增大。但在整个试验范围内,其平均尺寸都不会超过 250 nm。

考虑到等温长期时效试验结果毕竟范围有限,为了量化晶界碳化物尺寸变化规律,对其在更长时效时间和其他时效温度下的稳定性进行外延估算,本文采用了 DICTRA 软件对合金碳化物沿垂直晶界方向尺寸随时间的变化进行了计算。

根据 Thermo-Calc 热力学软件计算结果和经验可判断, $M_{23}C_6$ 和 M_7C_3 型碳化物主要以 Cr 元素为组元,所以利用 DICTRA 动力学计算时只考虑了 Cr 元素的扩散。由于合金中晶界析出相 $M_{23}C_6$ 型碳化物的形核时间远小于等温热处理时间,而且其粗化是近平衡条件,对其体积百分比的影响不大,因此在模型中忽略了形核和粗化过程。

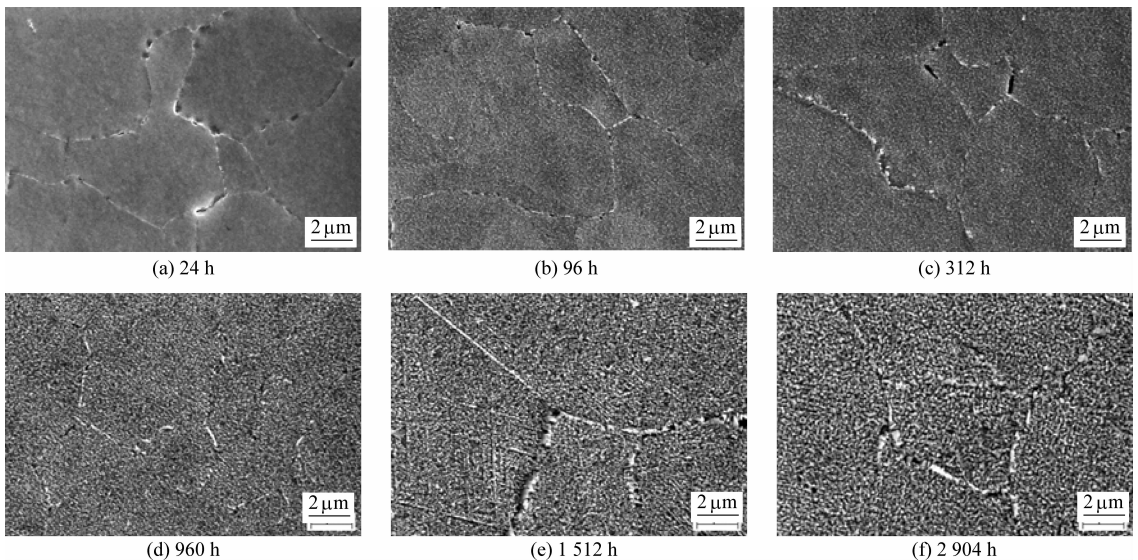


图 3 700 °C 时效不同时间后合金的晶界碳化物

Fig. 3 $M_{23}C_6$ in grain boundary after exposure at 700 °C for different times

而在长大过程中,由于元素在晶界的扩散比在晶内快得多,因此模型认为晶界是元素扩散的最佳通道,计算结果只考虑了垂直晶界方向的尺寸长大。具体计算过程涉及的相关理论和计算原理如下:

组元 k 的流量计算公式为

$$J_k = - \sum_{j=1}^n D_{kj}^n \frac{\partial C_j}{\partial x} - C_k \sum_{j=1}^n \left(- \sum_{j=1}^n D_{kj}^n \frac{\partial C_j}{\partial x} \right) \quad (1)$$

菲克第二定律

$$\frac{\partial C_k}{\partial t} + \frac{\partial J_k}{\partial x} = 0 \quad (2)$$

在碳化物和基体界面上流向碳化物的组元 k 的量等于从基体流出的组元 k 的量,即碳化物与基体界面处组元 k 的质量守恒,用公式表示为

$$(C_k^{\text{Car}} - C_k^i) \Delta l = J_k^i \Delta t \quad (3)$$

界面的移动速度为

$$v = \frac{\Delta l}{\Delta t} = \frac{J_k^i}{C_k^{\text{Car}} - C_k^i} \quad (4)$$

式中: J_k 为组元 k 在试验坐标系中的流量; D_{kj}^n 为与组元 k 扩散流量有关的一组扩散系数,由 DICTRA 动力学数据库给出; C_k 为组元 k 的摩尔分数浓度; C_k^{Car} 及 C_k^i 为平衡态时组元 k 在碳化物及碳化物/基体界面上的摩尔分数浓度,由 ThermoCalc 热力学计算出; Δl 为 Δt 时间内碳化物/基体相界面的移动距离; J_k^i 为碳化物和基体界面处组元 k 的流量; v 为碳化物/基体相界面的移动速度。在 DICTRA 中通过对式(2)的求解得到元素的浓度分布,通过对式(4)的求解得到碳化物和基体界面的移动速度,即碳化物的尺寸长大速度。

在利用 DICTRA 进行数值模拟计算时需要确定碳化物长大的初始尺寸为 1 nm,在不考虑晶粒几何形状的影响下,建立的碳化物长大模型如图 4 所示。它表示一个长度为 10 μm 的长方形晶粒,其一侧(如左侧)晶界有大小为 1 nm 的 M_{23}C_6 析出并向 γ 基体内长大。所以,该模型可以突出碳化物的长大过程这一实质问题,同时也突出了奥氏体的初始成分、等温热处理温度和时间这 3 个主要影响因素。最终获得 M_{23}C_6 与基体的界面位置,即 M_{23}C_6 相尺寸长大的情况。

据图 1(c),设定其平均晶粒尺寸为 10 μm ,作为计算的初始值。计算结果如图 5 所示。可以看出,当合金在 600 $^{\circ}\text{C}$ 、700 $^{\circ}\text{C}$ 以及 750 $^{\circ}\text{C}$ 下长期时效时, M_{23}C_6 的尺寸逐渐增大。时效温度越高,增大越快,同一时效时间时的尺寸也越大。

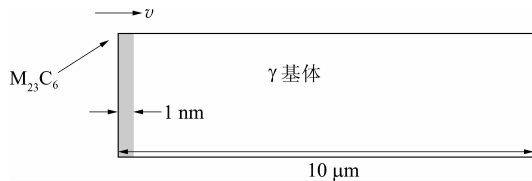


图 4 晶界碳化物尺寸长大计算模型

Fig. 4 DICTRA calculation model for size growth of carbide in grain boundary

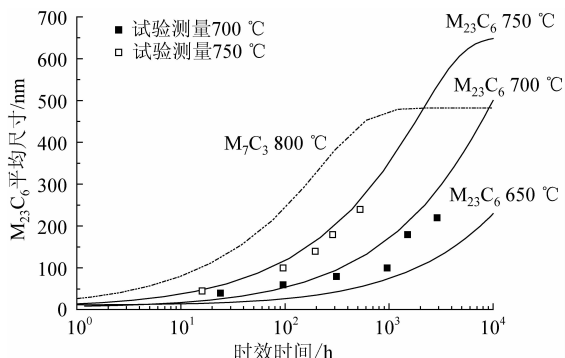


图 5 试验合金碳化物尺寸长大计算曲线及试验测量值
Fig. 5 Calculated curves and experimentally measured size of carbide in grain boundary after exposure for different times at different temperatures

由于 DICTRA 动力学计算模型只考虑了沿垂直晶界方向的一维长大,所以图 5 中的计算结果难免与实际情况存在一定偏差,但是整体上看计算得到的规律趋势与试验测量的平均值还是表现出一定的吻合性。

根据计算结果结合实际测量值来看,该合金的晶界稳定性是非常好的,如 750 $^{\circ}\text{C}$ 下时效 10 000 h 后, M_{23}C_6 尺寸基本达到稳定,也不过只有 0.7 μm 。而对于 800 $^{\circ}\text{C}$ 及更高温度的时效,如同之前的热力学计算结果,碳化物主要以 M_7C_3 的形式析出。计算发现,其最大尺寸比 M_{23}C_6 小,基本长大至 0.5 μm 后就达到了稳定,也就是说总析出量达到了最大平衡值。事实上,碳化物的析出量在达到平衡值后仍会以粗化的方式继续改变尺寸,但是考虑到碳化物达到平衡量需要的时间都相对比较长,而且受晶界扩散特殊性的影响,碳化物的粗化方式也比较特殊,所以本模型在建立时并没有考虑达到平衡态后的粗化问题。

在计算过程中发现,基体的晶粒尺寸作为初始设定值对计算结果有着很大的影响,以 700 $^{\circ}\text{C}$ 为例,如图 6(a)所示,合金的初始晶粒尺寸越大,碳化物尺寸越大,长大也越快。这一特点可以理解成晶粒度尺寸大,总体晶界长度越小,介于质量守恒,集中在单位长度晶界的碳化物厚度自然越

大。所以,如果有好的晶界稳定性,避免碳化物成厚膜,减小晶粒尺寸也是一个间接的办法。根据前面的试验结果,样品的平均晶粒尺寸比较小,约为 $10\ \mu\text{m}$ 。这也是合金碳化物尺度整体比较小的主要原因之一。

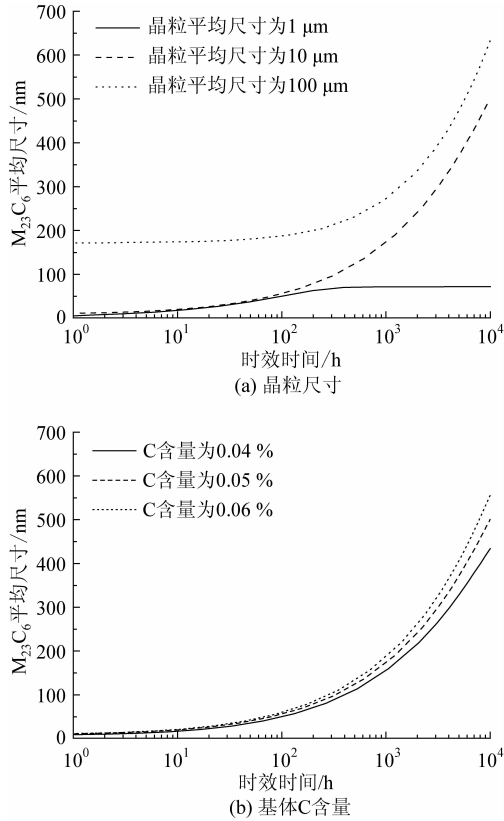


图 6 晶粒尺寸和基体 C 含量对试验合金 700 °C 时效时碳化物尺寸长大曲线的影响
Fig. 6 Effect of grain size and C content on calculated curves of carbide size growth

另外,基体的 C 含量越高,碳化物不仅平衡析出量会随之增多,而且如图 6(b) 所示,其长大速度也会相应加快。对于高温合金来说,C 含量过高导致碳化物总量过高或使用过程中长大过快自然会对合金性能不利,但是一定量的晶界碳化物可以起到强化晶界的作用。

2.3 长期时效中 γ' 相的稳定性

作为合金的强化相, γ' 相的尺寸直接影响了合金的强度。长期时效时 γ' 相的过快粗化往往会导致合金力学性能特别是高温强度的下降^[9]。

由图 7 的高分辨电镜照片可以看出,试验合金中的 γ' 相在 700 °C 长期时效过程中的尺寸长大比较明显,经过近 3 000 h 的时效后,尺寸长大了约 5 倍。与此同时,由于强化效果减弱,合金的硬度也会随之明显下降。另外,与其他高温合金相比,该试验合金中 γ' 相并没有表现出很好的圆润度,形状并不是很规则,这与合金不含 Ti 元素有一定的关系。

值得注意的是,对于晶内强化相 γ' 相的长期时效过程,不同于晶界碳化物,其形核和长大只是一个相对很短的过程,由于比较密集,其尺寸的变化主要依靠颗粒粗化进行。其驱动力是大颗粒和小颗粒周围基体的溶质原子溶解度不同,这可以通过吉布斯-汤姆逊方程得到。通过减少体系中的界面能来驱动颗粒粗化但 γ' 相的总体积分数将不变。因此在粗化过程中发生的主要变化是小颗粒周围的原子向大颗粒周围的原子移动,这导致大颗粒的长大同时伴随着小颗粒的消失,如图 8 所示。

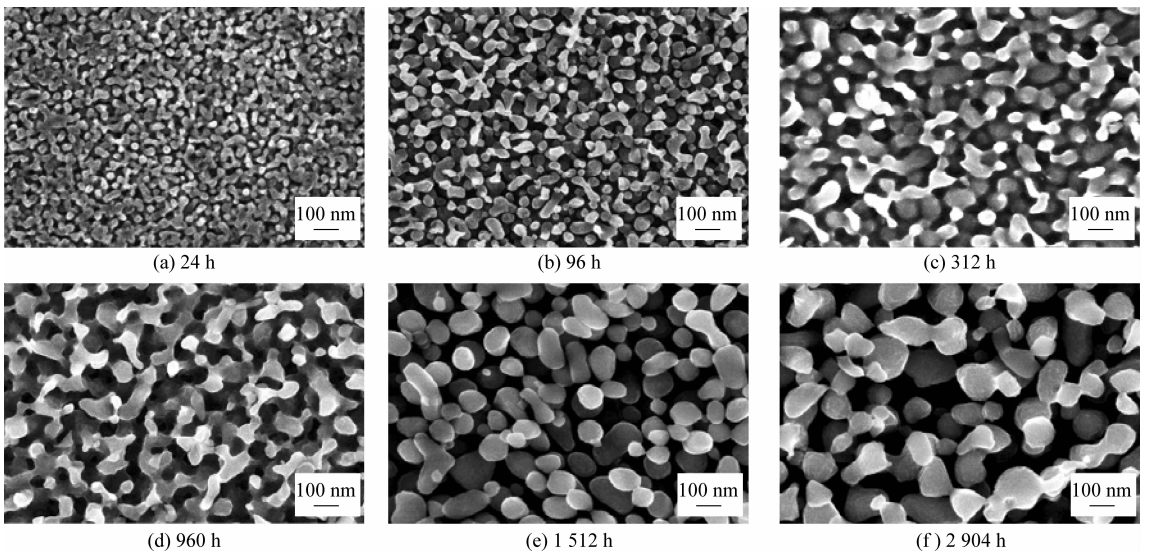


图 7 700 °C 时效不同时间后合金的 γ' 相
Fig. 7 γ' phase in investigated alloy after exposure at 700 °C for different times

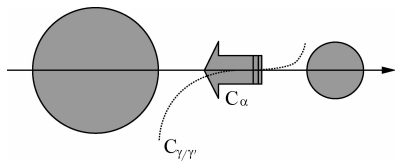


图8 粗化过程中原子传递示意图

Fig. 8 Diffusion model for coarsening of γ' phase

根据 LSW 给出的经典 Ostwald 熟化理论, 可以利用式(5)计算粗化颗粒的尺寸, 也就是说利用沉淀相粗化机制, 可以预测长时间时效 γ' 的尺寸变化:

$$r^3 = r_0^3 + \frac{3\sigma DC_\infty V_m t}{2RT(C_\gamma - C_\infty)} \quad (5)$$

式中: r_0 为粗化开始时 γ' 相的尺寸; r 为粗化开始后某时刻 t 时 γ' 相的尺寸; C_∞ 为基体中的溶质原子浓度; C_γ 为 γ' 相中的溶质原子浓度; V_m 为 γ' 相的摩尔体积; σ 为相界面的表面能; R 为气体常数; T 为开尔文温度; D 为溶质原子的表观扩散系数。DICTRA 软件只能得到两种元素之间的扩散系数, 对于成分超过两种的析出相, 唯相的扩散系数并不能直接通过软件得到; 另外界面能 σ 的大小其实是由试验结果反推得到的, 在不同文献中报道也存在一定偏差。介于以上因素, 本文并未采用直接计算的方法, 而是采用了利用试验测量值回归的方法。

在式(5)中, 如果合金、温度一定, 则 $\frac{3\sigma DC_\infty V_m}{2RT(C_\gamma - C_\infty)}$ 为一常数 K 。则式(5)可变形为

$$r^3 - r_0^3 = Kt \quad (6)$$

如图 9(a) 所示, 试验测量值基本满足式(6)的线性关系, 通过线性回归可得到本合金 700 °C 下的 $K = 3.71 \times 10^{-28} \text{ m}^3/\text{s}$, 根据此系数即可做出该条件下 γ' 相尺寸随时效时间变化的曲线如图 9(b)。可以看到, 试验值与计算结果表现出很好的符合性, 因此可根据该曲线对更长时间时效时的 γ' 相尺寸进行衍生外推。

根据计算结果可以看到, 700 °C 下合金中的 γ' 相在时效 10 000 h 后平均尺寸可达到 250 nm, 稳定性一般, 而硬度/强度势必受此影响体现出明显的下降。另外由于温度越高扩散越快, 提高时效温度也会进一步加快 γ' 相的粗化速率。所以综合考虑试验和计算结果, 试验合金中的 γ' 相的在 700 °C 下的稳定性并不好, 尺寸的增大会导致强度下降并有可能造成材料失效。

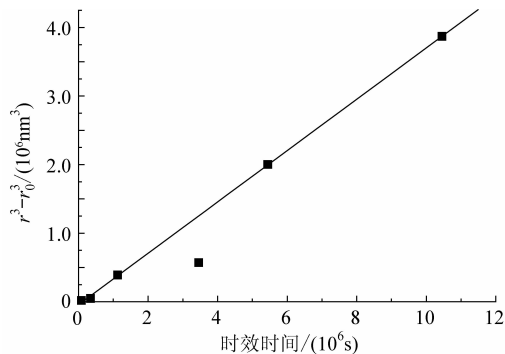
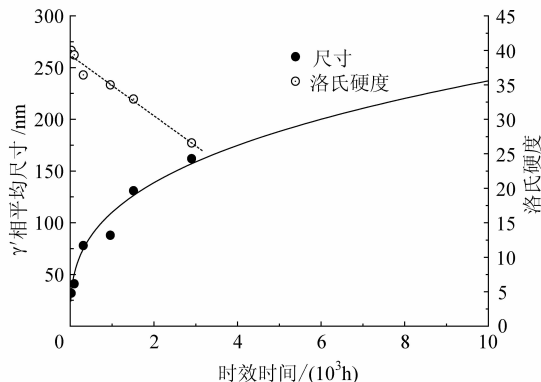
(a) $r^3 - r_0^3$ 与时效时间的直线关系(b) γ' 相尺寸及合金硬度随时效时间的变化

图9 试验合金中 γ' 相尺寸长大计算曲线及试验测量值
Fig. 9 Calculated curves and experimentally measured size of γ' phase after long term exposure at 700 °C

3 结论

(1) 试验合金在 700 °C 和 750 °C 下长期时效后, 主要析出相包括晶界 $M_{23}C_6$ 型碳化物以及晶内的 γ' 强化相。合金在 3 000 h 以内的时效中表现出较好的晶界稳定性, 但是 γ' 的粗化和硬度下降都比较明显。

(2) 碳化物在时效过程中, 随时效温度提高及时效时间增长逐渐长大。利用 DICTRA 动力学软件计算了碳化物在不同温度长期时效中的尺寸变化规律, 计算结果基本符合试验测量值。同时发现合金晶粒尺寸越大, C 含量越高, 晶界碳化物长大越快。

(3) 强化相 γ' 的尺寸随时效时间增长逐渐变大, 试验测量结果表现出的规律基本符合经典 Ostwald 熟化理论。根据该理论拟合绘制出合金在 700 °C 下长期时效时的尺寸变化曲线。

参 考 文 献

- [1] 吴宁兴. 航空发动机密封技术的最新进展[J]. 航空发动机, 1998(1): 44-48.

- Wu Ningxing. Development of sealing technology in aero engine[J]. Aero Engine, 1998(1): 44-48. (in Chinese)
- [2] Mahmut M, Aksit F. Advanced seals for industrial turbine applications[J]. Journal of Propulsion and Power, 2002, 18(6): 1260-1266.
- [3] Chupp R E, Dowler C A. Performance characteristics of brush seals for limited life engines[J]. Journal of Engineering for Gas Turbine Sand Power, 1993, 115(4): 390-396.
- [4] 何立东,叶小强,刘锦南. 蜂窝密封及其应用的研究[J]. 中国机械工程, 2005, 16(20): 1855-1857.
He Lidong, Ye Xiaoqiang, Liu Jinnan. Investigation and application of honeycomb seals[J]. China Mechanical Engineering, 2005, 16(20): 1855-1857. (in Chinese)
- [5] 王之栋,王宗根. 航空发动机刷密封技术发展展望[J]. 润滑与密封, 2005(5): 203-209.
Wang Zhidong, Wang Zonggen. Development and prospect of brush seal in aero-engine[J]. Lubrication Engineering, 2005(5): 203-209. (in Chinese)
- [6] 茅声凯,商中福,尹莲华. 改善汽轮机通流部分性能的现代技术[J]. 汽轮机技术, 1999, 41(3): 129-135.
Mao Shengkai, Shang Zhonghua, Yin Lianhua. Modernization technologies for inhancing performance of steam turbine path[J]. Turbine Technology, 1999, 41(3): 129-135. (in Chinese)
- [7] Soares C. Gas turbines [M]. Dalls: Press of Butterworth Heinemann, 2008: 585-615.
- [8] 姚志浩,洪成森,董建新. 烟机动叶片失效的内外本质原因[J]. 失效分析与预防, 2008, 3(4): 23-27.
Yao Zhihao, Hong Chengmiao, Dong Jianxin. Failure analysis of gas turbine rotor blades[J]. Failure Analysis and Prevention, 2008, 3(4): 23-27. (in Chinese)
- [9] 郝传龙,董建新,张麦仑. 某烟气轮机动叶片榫齿断裂原因分析[J]. 失效分析与预防, 2006, 1(4): 34-37.
Hao Chuanlong, Dong Jianxin, Zhang Maicang. Failure analysis of gas turbine tenon[J]. Failure Analysis and Prevention, 2006, 1(4): 34-37. (in Chinese)

作者简介:

毕中南(1983—) 男,博士研究生。主要研究方向:镍基高温合金。

Tel: 13810044418

E-mail: bzhongnan21@yahoo.com.cn

董建新(1965—) 男,博士,教授,博士生导师。主要研究方向:高温合金、耐蚀合金及不锈钢。

Tel: 010-62332884

E-mail: jxdong@mater.ustb.edu.cn

(编辑:蔡斐)



领先接触——第二届民用飞机制造技术及装备高层论坛通知

为了加强航空制造技术和装备的高层交流,促进自主创新,探究新形势下中国民用飞机制造行业发展的新思路,中国航空学会将于2010年4月携手中国机械工程学会、辽宁省科学技术协会在沈阳共同举办“领先接触——第二届民用飞机制造技术及装备高层论坛”,会议期间将组织代表参观沈阳飞机工业(集团)有限公司、沈阳机床(集团)有限公司、北方重工集团有限公司。

论坛主题:发展自主创新的航空装备制造业

主要议题:先进制造技术的发展趋势及在民用飞机制造中的应用前景;航空制造技术与装备的自主创新;民用飞机的研发与制造;航空发动机制造、装配和试车技术;数字化环境下的民用飞机设计与制造的融合;数控技术在飞机制造中的应用;民用飞机用先进材料制造技术探讨;民用飞机用高性能复合材料制造技术探讨;民用飞机制造技术如何满足适航要求;后经济危机时期的航空装备制造业的机遇。

论文征集:优秀论文推荐到《航空精密制造技术》杂志发表。论文要求内容新颖、主题突出、观点明确,图表清晰,文字简练。未在公开出版物或全国性学术会议上发表过。2. 投稿人必须在所在单位对所投稿件进行保密审查,提交不涉密证明。投稿时需提交电子文档(光盘或电子邮件均可)。

会议安排

会议时间:2010年4月 会议地点:沈阳

会议日程:4月21日全天报到;4月22日全天大会报告;4月23日上午分组交流;下午参观沈飞、沈阳机床、北方重工;4月24日疏散。

联系方式:北京高博特广告公司 010-88587506/07

中国航空学会 010-84924389

刘志强 13521633666 陈运 13488876342

谈佩钦 13311060917 肇晓兰 13552051123

请于2010年4月10日前将报名表(此表作为会议代表资格审查及注册的依据,每人一表,可在主办承办单位 www.cmes.org.cn、www.csaa.org.cn、www.gobetter.com.cn 上下载。)报承办单位北京高博特广告有限公司。